https://jmme.um.ac.ir/   DOI: 10.22067/jmme.2022.73625.1035

افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با حالت کوئنچ و تمپر متداول*

مقاله پژوهشی

علی خواجه سروی[1]   سید صادق قاسمی بنادکوکی[2]   سید عبدالکریم سجادی[3]

چکیده در این پژوهش، اصلاح ریزساختار و رفتار مکانیکی فولاد عملیات حرارتی‌پذیر کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در آب و تمپر شده (Q&T) در مقایسه با شرایط کوئنچ در حمام نمک مذاب و پارتیشن‌بندی (Q&P) مورد بررسی قرار گرفته است. برای این هدف، نمونه‌هایی از فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA در دمای ۹۰۰ $^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه حرارت داده شده و سپس به دو روش عملیات حرارتی ادامه پیدا کرد. در روش اول، نمونه‌ها ابتدا در آب کوئنچ و سپس در دمای ۵۰۰ $^{\circ}C$ به مدت ٦۰ دقیقه تمپر شدند (Q&T). در روش دوم، نمونه‌ها ابتدا در حمام نمک مذاب با دمای ۲۳۰ $^{\circ}C$ کوئنچ و برای مدت ۱ دقیقه جهت تشکیل مقدار جزئی مارتنزیت نگهداری شدند و آنگاه به منظور پارتیشن‌بندی کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور، در دمای ٤۰۰ $^{\circ}C$ برای مدت ۱۲ دقیقه حرارت داده شده و در نهایت در آب کوئنچ شدند (Q&P). آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش به همراه آنالیز فازی به روش XRD و مشاهدات ریزساختاری با میکروسکوپ‌های نوری، الکترونی روبشی گسیل میدانی FESEM مجهز به EDS و الکترونی عبوری TEM در کنار پراش‌سنجی الکترونی انجام شد. نتایج نشان می‌دهد که انجام فرایند عملیات حرارتی Q&P باعث افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA در مقایسه با شرایط کوئنچ و تمپر متداول (Q&T) شده است. حاصل‌ضرب استحکام کششی نهایی در ازدیاد طول که معیار خوبی از ارزیابی طراحی و توسعه فولادهای استحکام بالای پیشرفته است در نمونه‌های کوئنچ و تمپر متداول (Q&T) در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P) بطور قابل‌توجهی به ترتیب از ١٦/٤ به GPa.% ۲۵/۵ افزایش یافته است. افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی نمونه‌های Q&P در اثر ایجاد ریزساختار میکروکامپوزیتی حاوی مارتنزیت-آستنیت باقیمانده در مقایسه با ریزساختارهای کاملا مارتنزیتی نمونه‌های Q&T است. در اثر پارتیشن‌بندی کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها در نمونه‌های Q&P و نتیجتاً پایدارسازی کسر قابل توجه ۱۷/۲ درصد آستنیت باقیمانده نرم به شکل فیلم‌های نازک در بین کریستال‌های سخت مارتنزیت، افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی اتفاق افتاده است.

واژه های کلیدی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط عملیات حرارتی، کوئنچ و تمپر، کوئنچ و پارتیشن‌بندی، خواص مکانیکی، ریز ساختار میکروکامپوزیتی، مارتنزیت، آستنیت باقیمانده.

مقدمه

در طی دو دهه گذشته، فولادهای استحکام بالای پیشرفته (Advanced high strength steels)AHSS) برای دستیابی به ترکیب بهینه‌ای از استحکام مکانیکی بالا به همراه قابلیت شکل‌پذیری و تافنس ضربه‌ای قابل قبول مورد پژوهش‌های گسترده‌ای قرار گرفته‌اند [3-1]. این بررسی‌ها به ویژه در صنعت خودروسازی انجام شده است تا نگرانی ناشی از کاهش وزن قطعات فولادی برای صرفه‌جویی در انرژی و مواد خام اولیه برطرف شود [2,4,5]. در حالت کلی، فولادهای استحکام بالای پیشرفته به سه نسل؛ نسل اول، نسل دوم و نسل سوم دسته‌بندی می‌شوند. فولادهای پیشرفته نسل اول از خانواده فولادهایی با ریزساختار غالب فریتی شامل فولادهای دوفازی و میکروکامپوزیتی با رفتار مومسانی حاصل از استحاله (Transformation induced plasticity)TRIP) می‌باشند. اگرچه استحکام مکانیکی فولادهای نسل اول بیش از فولادهای متداول Q&T است اما انعطاف‌پذیری و ضربه‌پذیری پایین آن‌ها باعث محدودیت در کاربردهای مهندسی می‌گردد [8-6]. فولادهای پیشرفته نسل دوم شامل فولادهایی با مومسانی حاصل از دوقلویی (Twinning induced plasticity)TWIP))، فولادهای سبک وزن حاوی آلومینیم با مومسانی القا شده (L-IP(Lightweight-induced plasticity) و فولادهای مستحکم شده با نوار برشی (SIP (Shear band strengthened steels)) می‌باشند. ریزساختار زمینه آستنیتی انعطاف‌پذیر نسل دوم، شکل‌پذیری بهتری را برای این خانواده در مقایسه با نسل اول فولادهای AHSS فراهم می‌نماید. اگر چه فولادهای نسل دوم ترکیب قابل توجهی از

* تاریخ دریافت مقاله۱٤۰۰/۱۱/۷ و تاریخ پذیرش آن ۱٤۰۱/۲/۱۸ می‌باشد.
(۱)دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران.
(۲) نویسنده مسئول: دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران
(۳) گروه متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران
Email: sghasemi@yazd.ac.ir

استحکام مکانیکی و انعطاف‌پذیری را دارا هستند، با این وجود به دلیل افزایش قابل توجه هزینه‌های تولید و چالش‌های فرآیند عملیات حرارتی با محدودیت‌های کاربردی روبرو می‌باشند [7,9,10]. پژوهش‌های کنونی بر توسعه نسل سوم فولادهای استحکام بالای پیشرفته با تمرکز بر اصلاح ریزساختار و خواص مکانیکی در بین دو نسل اول و دوم متمرکز شده است [11,13]. ماتلاک و همکارانش [14] پیشنهاد نمودند که نسل سوم فولادهای پیشرفته شامل فولادهای دو فازی با خواص مکانیکی بالا، فولادهای TRIP منگنز بالا، فولادهای نانو بینایتی تولید شده در دماهای پایین و فولادهای کوئنچ و پارتیشن‌بندی Q&P می‌باشند.

فرآیند عملیات حرارتی Q&P فرآیندی جدید و موثر در طراحی و تولید نسل سوم از فولادهای AHSS می‌باشد که نخستین بار توسط اسپیر و همکارانش [15] در سال ۲۰۰۳ میلادی معرفی گردید. به نظر می‌رسد با طراحی هوشمند سیکل‌های عملیات حرارتی Q&P، ترکیب بهینه‌ای از استحکام کششی و فرم‌پذیری بطور مظاعف‌تری افزایش می‌یابد [15]. فرایند عملیات حرارتی Q&P شامل مسیر گرمایش و سرمایش چهار مرحله‌ای: آستنیته کردن، سرمایش سریع در حمام نمک مذاب به منظور تشکیل مقدار جزئی فاز مارتنزیت در کنار آستنیت، پارتیشن‌بندی کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور در دماهای ایزوترم بالا به منظور پایدارسازی فاز آستنیت باقیمانده و متعاقباً سرمایش سریع در آب یا روغن تا دمای اتاق می‌باشد [14,16,19].

تحقیقات قابل توجهی که در مورد افزایش توامان استحکام کششی و شکل‌پذیری فولادهای کوئنچ و پارتیشن‌بندی Q&P انجام شده است نشان می‌دهد که اصلاح ریزساختاری نقش کلیدی در رفتار مکانیکی آن‌ها دارد [20-23]. پاراویسینی و همکارانش [24] اثر ریزساختارهای مختلف بر خواص کششی و چقرمگی یک فولاد کم آلیاژ کربن متوسط را در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با کوئنچ و تمپر متداول مورد بررسی قرار داده و گزارش نمودند پس از عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر متداول، ترکیب استحکام و چقرمگی کمترین مقدار است، در حالی که بهترین ترکیب خواص مکانیکی طی عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در نتیجه کاهش کربن مارتنزیت و پایدارسازی مقادیر بالای آستنیت باقیمانده حاصل شده است. با این وجود، حضور جزایر مارتنزیتی/آستنیتی (MA) به وجود آمده از عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی، مانع دستیابی به چقرمگی مطلوب نسبت به سایر فولادها و فرایندهای عملیات حرارتی شده است. سئو و همکارانش [25] انواع ریزساختارها و ارتباط آن‌ها با رفتار مکانیکی یک نوع فولاد کم آلیاژ حاوی سیلیسیم را در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی بررسی و گزارش نمودند مکانیزم‌های اصلی استحکام‌بخشی در این خانواده از فولادهای پیشرفته، اصلاح ریزساختاری به همراه کرنش سختی می‌باشند. کنیف و همکارانش [26] بیان کردند ریز شدن قابل توجه دانه‌های آستنیت اولیه در طی مرحله آستنیته کردن منجر به ترکیب بهینه‌ای از استحکام کششی، شکل‌پذیری و تافنس ضربه‌ای می‌شود. در حالت کلی تحقیقات انجام شده در مورد شناسایی میکروفازها و ارتباط آن‌ها با رفتار مکانیکی فولادهای Q&P بحث انگیز است [25,27-31]. وجه مشترک تحقیقات فوق پایدارسازی درصد قابل توجهی از فاز نرم آستنیت باقیمانده در کنار کریستال‌های سخت مارتنزیت و بینایت است. پایدارسازی آستنیت باقیمانده تحت تأثیر عوامل مختلفی از جمله غلظت کربن و عناصر آلیاژی فولاد [32]، اندازه دانه‌های آستنیت اولیه [33]، کرنش شبکه در اثر ایجاد تنش‌های فشاری و کششی [34] و مورفولوژی [35] است. بر این اساس در این تحقیق ایجاد ریزساختارهای میکروکامپوزیتی حاوی مارتنزیت و آستنیت باقیمانده و ارتباط آن‌ها با خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA طی عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با شرایط کوئنچ و تمپر متداول به گونه‌ای مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است تا کسر حجمی میکروفازهای مارتنزیت و آستنیت باقیمانده بهینه‌سازی گردند.

مواد و روش تحقیق

مواد. ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط مورد استفاده در تحقیق حاضر در جدول (۱) نشان داده شده است. نمونه‌های مورد استفاده از تسمه فولادی با ضخامت ۵ میلی‌متر تهیه شدند. مقادیر نسبتاً بالای سیلیسیم (۱/۲۵ درصد وزنی) به دلیل عدم انحلال در فاز کاربید، به منظور جلوگیری از رسوب‌گذاری کاربید (و یا حداقل به تعویق انداختن آن) و در نتیجه پارتیشن‌بندی مقادیر قابل توجه کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور اضافه شده است. مقدار منگنز (۰/۸۹ درصد وزنی) اگرچه تا حدی کم است ولی باعث افزایش سختی‌پذیری و در نتیجه افزایش پایدارسازی آستنیت باقیمانده

می‌شود بطوریکه انجام استحاله‌های فازی دمای بالای آستنیت به فریت و آستنیت به پرلیت را در مرحله‌ی سرمایش سریع کاهش می‌دهد.

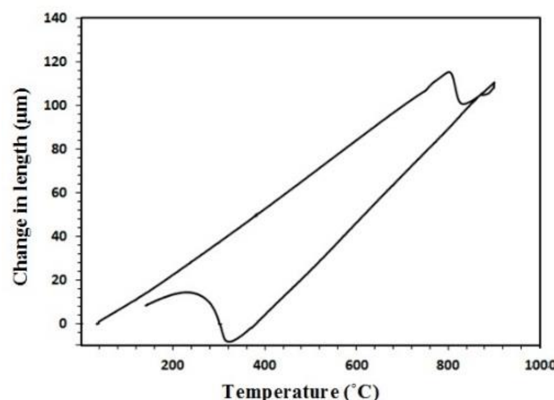
طراحی سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی. به منظور ایجاد ریزساختارهای میکروکامپوزیتی با استحکام و تافنس فوق‌العاده بالا که عمدتاً شامل فازهای سخت بینایت و مارتنزیت در کنار فاز نرم آستنیت باقیمانده می‌باشند، سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در آب، کوئنچ و تمپر متداول، کوئنچ در حمام نمک مذاب و پارتیشن‌بندی برنامه‌ریزی شد. برای سهولت در بررسی جزئیات ریزساختارها و خواص مکانیکی توسعه یافته در نمونه‌ها طی فرآیندهای عملیات حرارتی، به هر نمونه یک کد اختصاص داده شد؛ به نحوی که نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در آب با کد DWQ، نمونه‌های کوئنچ و تمپر متداول با کد Q&T و نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی با کد Q&P نشان داده می‌شوند. فرآیندهای عملیات حرارتی فوق در کوره‌های مقاومت الکتریکی و همچنین حمام نمک مذاب انجام شد. برای این منظور، تعیین دماهای بحرانی، از جمله دمای شروع (Ac_1) و پایان (Ac_3) تشکیل آستنیت در حین گرمایش مجدد و دمای شروع تحول مارتنزیتی (M_S) برای طراحی سیکل‌های مناسب عملیات حرارتی Q&P ضروری است. بر این اساس، دماهای بحرانی Ac_1 (۷٦٥˚C) و Ac_3 (۸۳۳˚C) از طریق اندازه‌گیری دیلاتومتری تعیین شدند (شکل ۱). همچنین، دمای Ms با استفاده از رابطه تجربی زیر برابر با ۳۵۷˚C برآورد شد [36,37]:

$$M_S\ (^\circ C) = 561 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 11Si - 7Mo \quad (1)$$

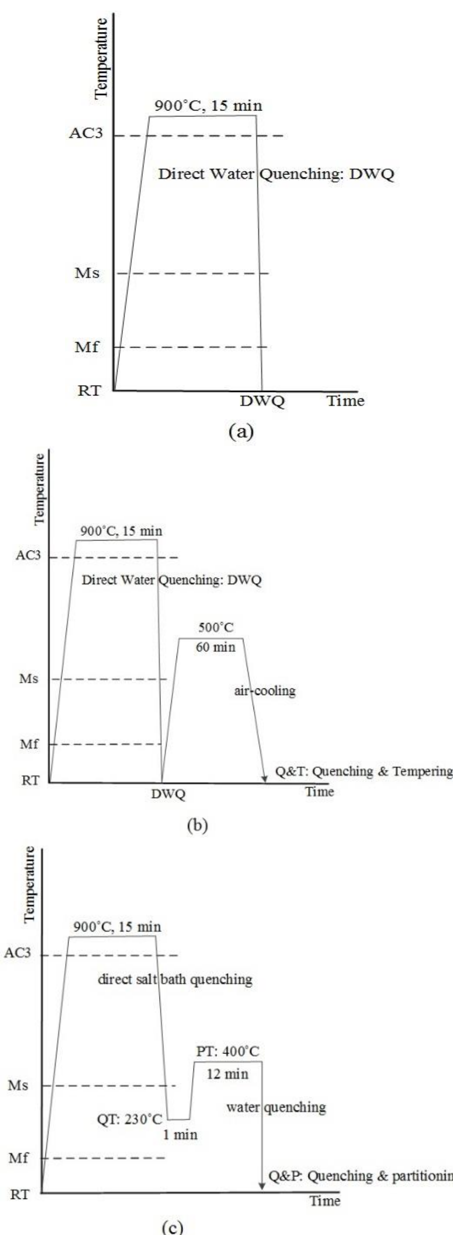
جزئیات سیکل‌های عملیات حرارتی مورد استفاده در این پژوهش به صورت شماتیکی در شکل (۲) نشان داده شده است. به منظور دستیابی به ریزساختارهای همگن و یکنواخت در نمونه‌های اولیه، ابتدا تمامی نمونه‌ها در دمای ۹۰۰˚C به مدت ۱۵ دقیقه آستنیته شده و سپس در هوا تا دمای اتاق سرد شدند. برای بدست آوردن نمونه‌های Q&T، بعد از حرارت دادن مجدد نمونه‌ها در دمای ۹۰۰˚C به مدت ۱۵ دقیقه و کوئنچ در آب (DWQ)، آنها در دمای ۵۰۰˚C به مدت ٦۰ دقیقه تحت عملیات حرارتی تمپر قرار گرفتند. سیکل‌های عملیات حرارتی نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی شامل حرارت دادن در دمای ۹۰۰˚C به مدت ۱۵ دقیقه، کوئنچ اولیه در حمام نمک مذاب با دمای ۲۳۰˚C (QT) و نگهداری به مدت یک دقیقه، مرحله پارتیشن‌بندی کربن به مدت ۱۲ دقیقه در حمام نمک مذاب با دمای ٤۰۰˚C (PT) و در نهایت نمونه‌ها تا دمای اتاق در آب کوئنچ شدند (Q&P).

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط 35CHGSA مورد استفاده در این پژوهش (wt.%).

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	Ti	V	Fe
۰/۳۵	۱/۲٥	۰/۸۹	۰/۰۱	۰/۰۱	۱/۱۸	۰/۰۱	۰/۰٤	۰/۰۳	۰/۰۱	۹٦/۲۰



شکل۱ نمودار دیلاتومتری تغییرات طول برحسب درجه حرارت برای نمونه‌های نرماله شده بعد از آستنیته شدن در دمای ۹۰۰°C به مدت ۱۵ دقیقه



شکل ۲ نمودارهای شماتیکی سیکل‌های عملیات حرارتی مورد استفاده برای نمونه‌های: (a) کوئنچ مستقیم در آب (DWQ)؛ (b) کوئنچ مستقیم در آب و تمپر شده (Q&T) و (c) کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده (Q&P). دمای کوئنچ و دمای پارتیشن‌بندی به ترتیب با حروف QT (Quenching Temperature) و PT (Partitioning Temperature) مشخص شده است

آزمون‌های مکانیکی. برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده از آزمون ماکروسختی‌سنجی به روش ویکرز و بار ۳۰ kg و دستگاه سختی‌سنج مدل DIA-Testor 722 استفاده شد. به منظور بررسی خواص کششی، نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد DIN 50125 (2004-01) در جهت نورد تهیه و از دستگاه کشش SANTAM مدل STM-150 با سرعت حرکت فک ۱۰mm/min استفاده شد. بر اساس نتایج آزمون کشش، استحکام تسلیم ۰/۲ درصد (YS)، استحکام کششی (TS)، ازدیاد طول یکنواخت (UE) و ازدیاد طول کلی (TE) تعیین شد. برای بیان رفتار سیلان و کارسختی نمونه‌های تست کشش، از رابطه هولمن [38] به صورت لگاریتمی در حین تغییرشکل پلاستیکی استفاده شد:

$$Ln(\sigma) = nLn(\varepsilon) + Ln(K) \qquad (۲)$$

در این معادله، σ تنش حقیقی، ε کرنش حقیقی، n توان کارسختی و K ضریب استحکام است. از ترسیم نمودار تنش-کرنش حقیقی در محدوده تغییرشکل پلاستیکی یکنواخت در مقیاس لگاریتمی-لگاریتمی می‌توان پارامترهای n و k را بدست آورد. از شیب نمودارها مقدار n تعیین می‌گردد. نمونه‌های ضربه شارپی با شیار V شکل به ابعاد ۵×۱۰×۵۵ میلی‌متر در دستگاه مدل RKP-450 بر اساس استاندارد ASTM A370 آزمایش شدند. بدین منظور سه نمونه ضربه از هر سیکل عملیات حرارتی مورد آزمایش ضربه قرار گرفت و میانگین انرژی ضربه‌ای حاصل گزارش گردید.

ویژگی‌های ریزساختاری. برای حکاکی نمونه‌ها از محلول نایتال ۲٪ (۲ میلی‌لیتر HNO_3 در ۹۸ میلی‌لیتر C_2H_5OH) استفاده شد. مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های نوری مدل PMG3–OLYMPUS، الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) مدل TESCAN-MIRA3 و الکترونی عبوری (TEM) مدل FEI Tecnai G2 F20 انجام شد. برای تهیه نمونه‌های نازک میکروسکوپ الکترونی عبوری، دیسک‌هایی نازک به قطر ۳ mm از نمونه‌های پانچ شده به روش الکتروپولیش در یک محلول شیمیایی شامل ٦ درصد پرکلریک اسید و ٩٤ درصد متانول تحت ولتاژ ۲۰ ولت در دمای ۲۰°C- آماده‌سازی شد. برای تعیین تغییرات غلظت کربن در مارتنزیت و نواحی آستنیت مجاور آن‌ها، آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS(Energy-dispersive detector spot-line scanning)) به صورت خطی با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی انجام شد. همچنین برای تعیین کسر حجمی و میزان کربن آستنیت باقیمانده از آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده

شد. آزمون‌های پراش پرتو ایکس برای نمونه‌های مختلف در دمای اتاق و با استفاده از دستگاه Asenware AW-DX300 و پرتوی $Cu\text{-}K_{\alpha}$ با طول موج ۰/۱۵۴۲ nm انجام شد. نمونه‌ها در محدوده زوایای 2θ از ۴۰ تا ۱۰۵ درجه با گام ۰/۰۵ درجه و زمان گام ۱ ثانیه روبش شدند. کسر حجمی فاز آستنیت باقیمانده با استفاده از بازتاب‌های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) و مارتنزیت (فریت) از بازتاب‌های (۲۰۰) و (۲۱۱) و بر اساس رابطه زیر محاسبه شدند [39]:

$$V_{\gamma} = 1.4\ I_{\gamma} /(I_{\alpha}+1.4\ I_{\gamma}) \quad (۳)$$

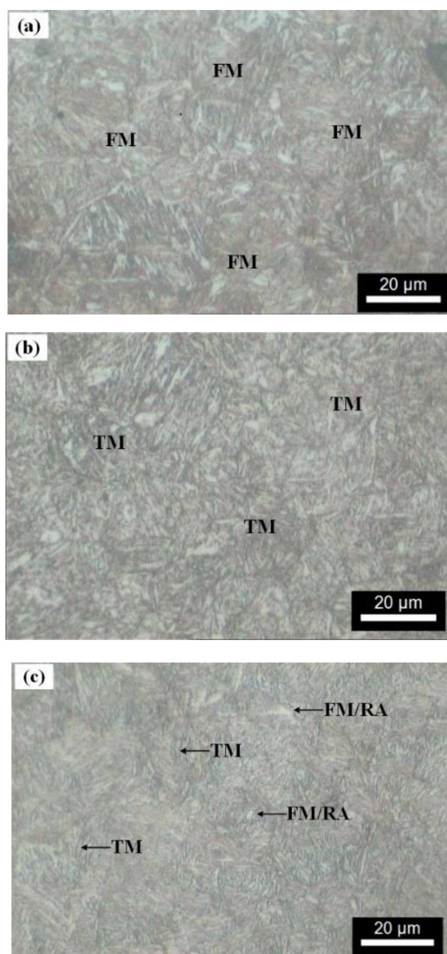
که در آن V_{γ} کسر حجمی آستنیت باقیمانده، I_{γ} و I_{α} به ترتیب شدت پیک‌ها برای فازهای آستنیت و مارتنزیت (فریت) می‌باشند. همچنین غلظت کربن موجود در فاز آستنیت باقیمانده، با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد [40]:

$$a_{\gamma}\ [Å] = 3.572 + 0.033X_{C} + 0.0012X_{Mn} + 0.0056X_{Al} + 0.00157X_{Si} \quad (٤)$$

در این رابطه، a_{γ} پارامتر شبکه آستنیت بر حسب نانومتر و X_C، X_{Mn}، X_{Al} و X_{Si} به ترتیب غلظت کربن، منگنز، آلومینیم و سیلیسیم بر حسب درصد وزنی می‌باشد. پارامتر شبکه کریستالی آستنیت باقیمانده با استفاده از روش ویلیامسون–هال [41]، تعیین شد.

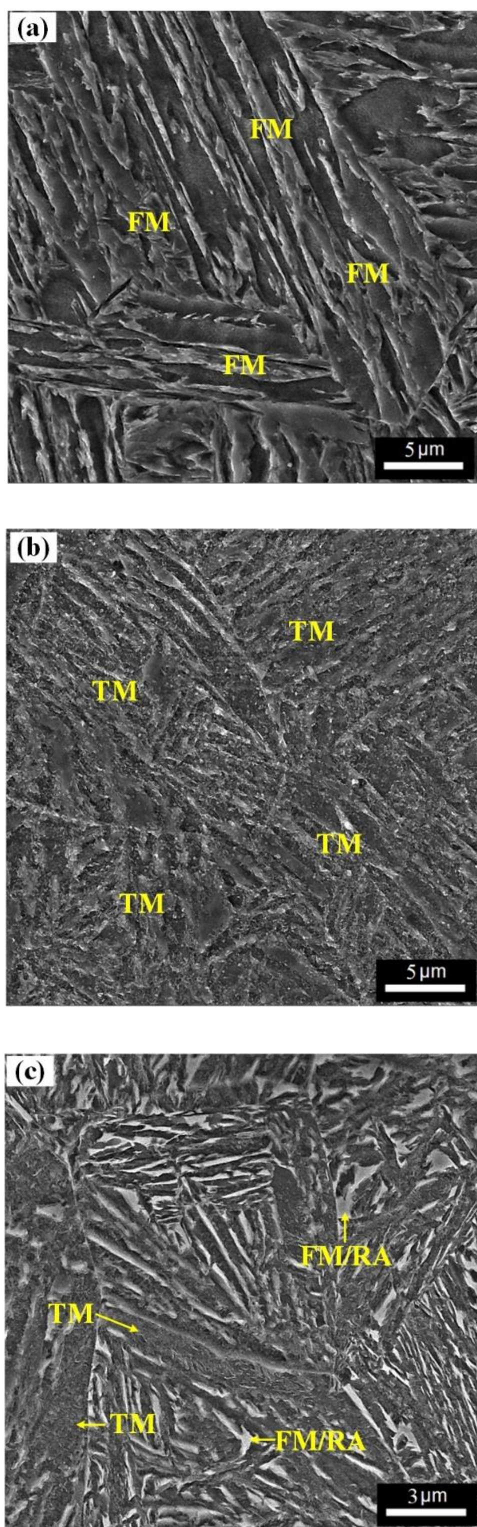
نتایج و بحث

مشاهدات نوری و الکترونی ریزساختارها. به منظور مقایسه، تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در شکل (۳) نشان داده شده است. ریزساختار نمونه‌ها در ظاهر مشابه و شامل فازهای مارتنزیت تازه، مارتنزیت تمپر شده و مارتنزیت تازه/آستنیت باقیمانده می‌باشد که به ترتیب با حروف FM، TM و FM/RA مشخص شده است. ریزساختار نمونه‌های DWQ حاوی تعداد زیادی بسته‌های مارتنزیت سوزنی شکل است که در جهات مختلف کریستالوگرافی جوانه‌زنی و رشد نموده‌اند (شکل ۳a). با انجام عملیات حرارتی تمپر، نابجایی‌ها و فصل مشترک‌های پر انرژی در مارتنزیت کاهش یافته است بطوریکه بسته‌های مارتنزیت با کریستال‌های سوزنی‌شکل در کنتراست ملایم‌تری مشاهده می‌گردند (شکل ۳b). شکل (۳c) ریزساختار نمونه‌ها را پس از فرایند عملیات حرارتی Q&P نشان می‌دهد که حاوی مارتنزیت تمپرشده و مارتنزیت تازه در کنار نواحی آستنیت باقیمانده است. مارتنزیت اولیه‌ای که در مرحله کوئنچ مستقیم در حمام نمک مذاب ۲۳۰˚C تشکیل شده بود در طی سیکل حرارتی پارتیشن‌بندی به مدت ۱۲ دقیقه در حمام نمک مذاب ٤۰۰˚C تمپر شده است. این نوع مارتنزیت چون به صورت جزئی در کنار نواحی آستنیت اولیه تشکیل شده است به صورت بلوکی شکل در ریزساختار نمونه، آشکار شده است. علاوه برآن، ریزساختار مارتنزیتی در نمونه‌های DWQ نسبت به فرایند Q&P خشن‌تر است زیرا انرژی ترمودینامیکی شدیدتری در طی کوئنچ نمونه‌ها در آب ایجاد شده است و کریستال‌های مارتنزیتی می‌توانند بطور خشن‌تری در سرتاسر دانه‌های آستنیت اولیه رشد نمایند. در حالیکه در نمونه‌های Q&P کریستال‌های مارتنزیتی به طور جزئی در دانه‌های آستنیت اولیه طی کوئنچ نمونه‌ها در حمام نمک مذاب ۲۳۰˚C رشد می‌نمایند.



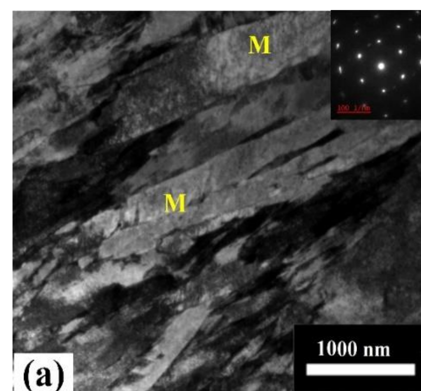
شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های: (a) DWQ؛ (b) Q&T و (c) Q&P. نواحی مارتنزیت تازه، مارتنزیت تمپرشده و مارتنزیت تازه/آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف FM (Fresh Martensite)، TM (Temper Martensite) و FM/RA (Fresh Martensite/Retained Austenite) مشخص شده است

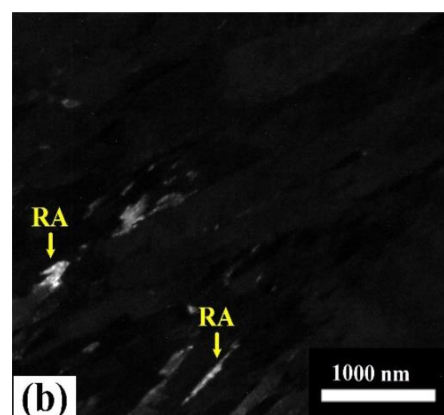
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در شکل (٤) مقایسه شده است. ریزساختار نمونه‌های DWQ در شکل (٤a) و نمونه‌های Q&T در شکل (٤b) ارائه شده است. مشاهدات الکترونی نشان می‌دهد ریزساختار نمونه‌های DWQ و Q&T تقریباً مشابه و به صورت بسته‌های منحصر به فرد از کریستال‌های سوزنی شکل مارتنزیت است که از نواحی آستنیت شبه پایدار اولیه در طی دگرگونی مارتنزیتی ایجاد شده است. به علاوه، هر بسته مارتنزیتی از تعداد زیادی کریستال‌های سوزنی شکل موازی و منظم در جهت‌گیری‌های کریستالوگرافی متفاوت مرتب شده‌اند. شکل (٤c) نشان می‌دهد پس از انجام فرایند عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی، ریزساختار میکروکامپوزیتی حاوی مارتنزیت تمپرشده و مارتنزیت تازه در کنار نواحی آستنیت باقیمانده ایجاد شده است. همچنین، فاز آستنیت باقیمانده به صورت فیلم نازک ظاهر شده است که کریستال‌های سوزنی شکل سخت مارتنزیتی را در بر گرفته است. علاوه برآن، اثری از تشکیل کاربید در ریزساختار نمونه‌های Q&P مشاهده نمی‌گردد که این پدیده ناشی از اثرات سیلیسیم در به تاخیر انداختن تشکیل کاربید است. سیلیسیم به دلیل عدم انحلال در فاز کاربید از تشکیل کاربید در طی سیکل عملیات حرارتی پارتیشن‌بندی جلوگیری می‌نماید. همچنین سیلیسیم شروع انتقال کاربیدهای ناپایدار از مرحله‌ی اول تمپر (کاربیدهای η یا ε) به کاربیدهای پایدار (Fe_3C) را در مرحله‌ی نهایی تمپر به تأخیر می‌اندازد [42,43]. در حالت کلی با انجام فرایند عملیات حرارتی Q&P، بخشی از نواحی آستنیت شبه پایدار که در مرحله پارتیشن‌بندی موجود است در مرحله نهایی سرمایش سریع در آب به مارتنزیت تازه تبدیل می‌شود و به این طریق مخلوطی از نواحی مارتنزیت–آستنیت باقیمانده (FM ،RA) در ریزساختار نمونه‌ها تشکیل می‌گردد که تفکیک‌سازی خوبی بین میکروفازهای آن‌ها بر اساس مشاهدات میکروسکوپ الکترونی روبشی FESEM انجام نمی‌گردد و بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی عبوری ترجیح داده می‌شود تا برخی از ویژگی‌های ریزساختاری نمونه‌ها به وضوح مشخص گردد.



شکل ٤ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های: (a) DWQ؛ (b) Q&T و (c) Q&P. نواحی مارتنزیت تازه، مارتنزیت تمپرشده و مارتنزیت تازه/آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف FM (Fresh Martensite)، TM (Temper Martensite) و FM/RA (Fresh Martensite/Retained Austenite) مشخص شده است

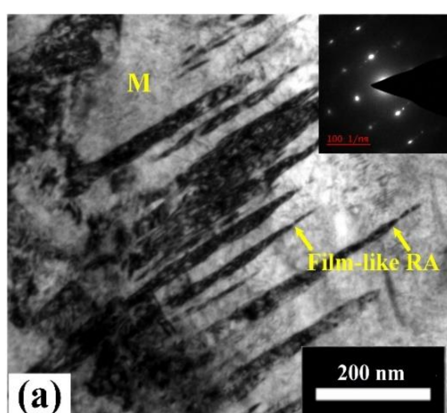
تصاویر TEM از نمونه‌های DWQ در شرایط زمینه روشن و زمینه تاریک با استفاده از شاخص پراش الکترونی آستنیت باقیمانده در شکل (۵) نشان داده شده است. الگوی پراش الکترونی ناحیه انتخابی (SAED) در سمت راست و بالای تصویر زمینه روشن (شکل ٥a) و زمینه تاریک متناظر با آن در شرایط استفاده از پراش الکترونی آستنیت باقیمانده در شکل (٥b) نشان داده شده است. بررسی‌های TEM از جمله مقایسه تصاویر زمینه تاریک و زمینه روشن به همراه تجزیه و تحلیل الگوی پراش الکترونی نشان می‌دهد که در نمونه‌های DWQ مقادیر کمی از فاز نرم آستنیت باقیمانده در بین کریستال‌های سوزنی مارتنزیت تشکیل شده است. برای مقایسه، تصاویر TEM از نمونه‌های Q&P در شکل (٦) آورده شده است.

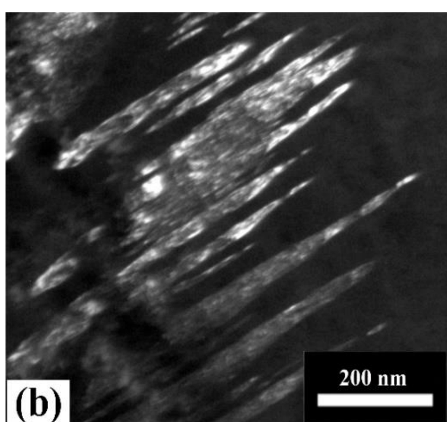




شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری زمینه روشن (a) و زمینه تاریک با استفاده از پراش الکترونی آستنیت باقیمانده (b) از ریزساختار نمونه DWQ. الگوی پراش الکترونی ناحیه انتخابی (SAED) از مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در سمت راست بالای تصویر زمینه روشن (a) نشان داده شده است. نواحی مارتنزیت و آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف M (Martensite) و RA (Retained Austenite) مشخص شده است

همانطوری‌که در تصاویر الکترونی عبوری زمینه روشن (شکل ٦a) و زمینه تاریک (شکل ٦b) مشاهده می‌گردد فیلم‌های بسیار نازک از آستنیت باقیمانده در بین ساختارهای سوزنی شکل مارتنزیت تشکیل شده است. بررسی‌های گسترده الکترونی از ریزساختار نمونه‌های Q&P نشان می‌دهد که هیچگونه اثری از تشکیل کاربید در ریزساختار آن‌ها مشاهده نمی‌گردد، مقادیر ۱/۲۵ درصد وزنی سیلیسیم مانع از تشکیل کاربید در حضور مقادیر قابل توجه کربن (۰/۳۵ درصد وزنی کربن) در دمای پارتیشن‌بندی نسبتا بالای ٤٠٠°C شده است.

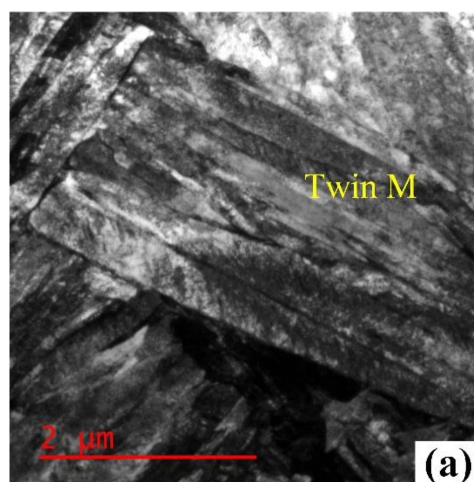


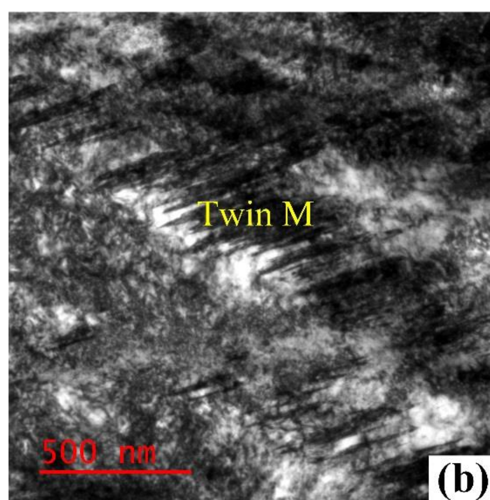


شکل ٦ تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری زمینه روشن (a) و زمینه تاریک با استفاده از پراش الکترونی آستنیت باقیمانده (b) از ریزساختار نمونه Q&P. الگوی پراش الکترونی ناحیه انتخابی (SAED) از مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در سمت راست بالای تصویر زمینه روشن (a) نشان داده شده است. نواحی مارتنزیت و آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف M (Martensite) و RA (Retained Austenite) مشخص شده است

تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری ارائه شده در شکل

(۷) نشان می‌دهد مارتنزیت دوقلویی در بعضی از نواحی مارتنزیتی نمونه‌های Q&P تشکیل شده است. مارتنزیت دوقلویی در طی عملیات حرارتی فولاد کربن بالا (0.8 < c٪) ایجاد می‌گردد [44]. بر این اساس، مارتنزیت دوقلویی از نواحی آستنیت غنی از کربن در طی کوئنچ نهایی نمونه‌ها در آب تشکیل شده است که بیانگر پارتیشن‌بندی مقادیر بالای کربن از مارتنزیت اولیه به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها در دمای ۴۰۰°C است.

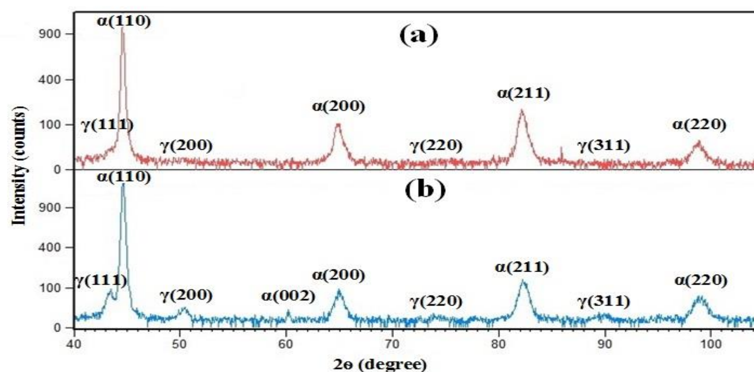




شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری زمینه روشن از ریزساختار نمونه Q&P در بزرگنمایی‌های مختلف. مثال‌هایی از تشکیل مارتنزیت دوقلویی (Twin M) در بعضی از نواحی مارتنزیتی ایجاد شده از آستنیت غنی از کربن در تصاویر (a) و (b) نشان داده شده است

تعیین کسر حجمی و مقدار کربن آستنیت باقیمانده. در شکل (۸) الگوی پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های DWQ (شکل ۸a) در مقایسه با نمونه‌های Q&P (شکل ۸b) نشان داده شده است. در تصاویر XRD، پیک‌های (۱۱۰)، (۲۰۰)، (۲۱۱) و (۲۲۰) مربوط به مارتنزیت و پیک‌های (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) ناشی از آستنیت باقیمانده از یکدیگر تفکیک‌سازی شدند. با مقایسه الگوهای پراش، مشاهده می‌شود که شدت پیک‌های آستنیت باقیمانده در نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی Q&P بمراتب بیش از نمونه‌های DWQ است. با توجه به شدت پیک‌ها در الگوهای پراش و با استفاده از رابطه (۳)، کسر حجمی آستنیت باقیمانده در نمونه‌های Q&P برابر با ۱۷/۲ و در نمونه‌های DWQ، ٪۴/۶ است. نتایج فوق نشان می‌دهد پارتیشن‌بندی مقادیر قابل توجه کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها در طی نگه‌داری در حمام نمک مذاب ۴۰۰°C و نتیجتاً پایدارسازی مقادیر قابل توجه آستنیت باقیمانده در طی فرایند نهایی کوئنچ در آب در نمونه‌های Q&P اتفاق افتاده است.

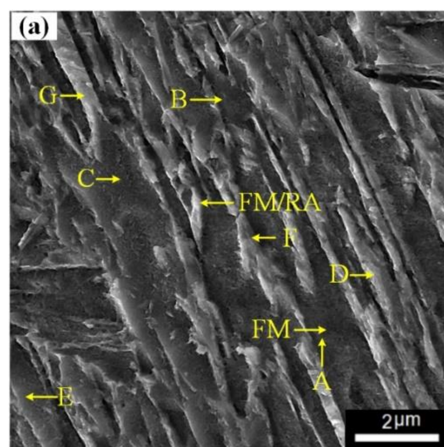
برای تعیین غلظت کربن موجود در فاز آستنیت باقیمانده، از نتایج آزمون XRD و رابطه (۴) استفاده شد. مقدار کربن این فاز برای هر نمونه با میانگین‌گیری از پیک‌های آستنیت باقیمانده تعیین شد. در جدول (۲) کسر حجمی و مقدار کربن آستنیت باقیمانده به همراه حاصل‌ضرب این دو کمیت برای نمونه‌های DWQ و Q&P گزارش شده است. همانطور که مشاهده می‌شود غلظت کربن فاز آستنیت باقیمانده در نمونه‌های حاصل از فرایند Q&P نسبت به DWQ از ۰/۳۳ به ۰/۷ درصد وزنی افزایش یافته است که بیانگر پارتیشن‌بندی مقادیر قابل توجه کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها است. به‌علاوه، حاصل‌ضرب مقدار کربن آستنیت باقیمانده در کسر حجمی آن که در جدول (۲) مرتب شده است نشان می‌دهد که پس از فرایند Q&P، میزان ۰/۱۲ درصد وزنی از کل مقدار کربن فولاد (۰/۳۵ درصد وزنی) در فاز آستنیت باقیمانده و بقیه کربن آن در فاز مارتنزیت توزیع شده است [45].

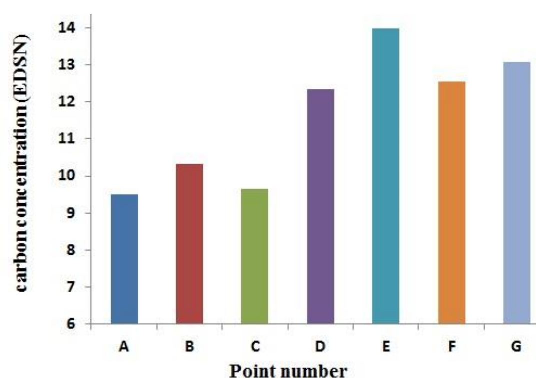


شکل ۸ الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه‌های: (a) DWQ و (b) Q&P

جدول ۲. کسر حجمی (v_γ) و میزان کربن (x_c) آستنیت باقیمانده برای نمونه‌های DWQ و Q&P.

مشخصه نمونه	v_γ	x_c(wt.%)	$v_\gamma \times x_c$
DWQ	۰/۰٤٦	۰/۳۳	۰/۰۱۵
Q&P	۰/۱۷۲	۰/۷	۰/۱۲



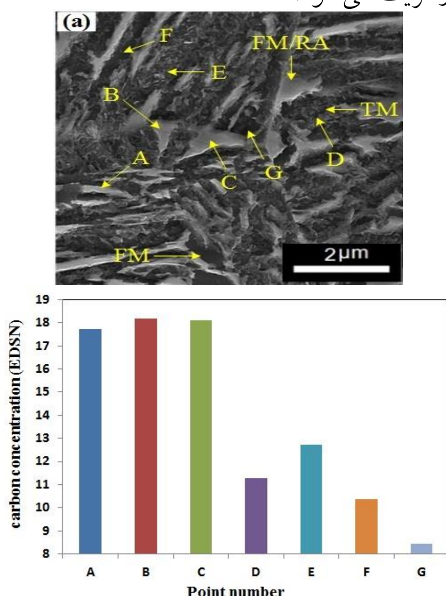


شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌ی DWQ به همراه موقعیت مکانی نقاط A، B، C، D، E، F و G (a) جهت تعیین آنالیز عنصری کربن به روش EDS به همراه دیاگرام ستونی از مقایسه تغییرات غلظت کربن (b). نقاط A، B و C ناشی از نواحی مارتنزیت تازه و نقاط D، E، F و G مربوط به نواحی مارتنزیت تازه-آستنیت باقیمانده است. نواحی مارتنزیت تازه و مارتنزیت تازه/آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف FM (Fresh Martensite) و FM/RA (Fresh Martensite/Retained Austenite) مشخص شده است

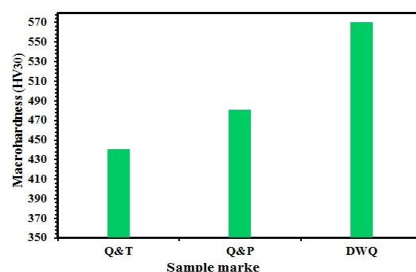
پارتیشن‌بندی کربن. از آنجائی‌که نفوذ و جابجا شدن کربن بطور گسترده‌ای در طی سیکل‌های حرارتی کوئنچ در حمام نمک مذاب ۲۳۰°C و پارتیشن‌بندی در ٤۰۰°C انجام می‌گردد و منجر به تغییرات شدید ریزساختاری و متعاقب آن خواص مکانیکی نمونه‌های Q&P می‌گردد، تغییرات غلظت کربن در نواحی مختلف فازهای مارتنزیت تمپرشده، مارتنزیت تازه و آستنیت باقیمانده در ریزساختار نمونه‌های DWQ و Q&P ردیابی شد (شکل‌های ۹ و ۱۰). برای این منظور، آنالیز عنصری نقطه‌ای به روش EDS از کربن بطور گسترده‌ای در مکان‌های مختلف در داخل میکرو فازهای مارتنزیت تمپرشده و مارتنزیت تازه در کنار آستنیت باقیمانده انجام شد. در شکل‌های (9a و 10a) به ترتیب ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های DWQ و Q&P نشان داده شده است که شامل مارتنزیت تازه (FM) (شکل 9a) و مخلوطی از نواحی مارتنزیت تمپرشده (TM)، مارتنزیت تازه (FM) و آستنیت باقیمانده (RA) به همراه موقعیت مکانی نقاط A، B، C، D، E، F و G جهت انجام آنالیز نقطه‌ای EDS از عنصر کربن است. به این ترتیب در شکل‌های(9b و 10b) تغییرات آنالیز عنصری کربن به فرم نمودارهای ستونی به منظور بررسی تغییرات غلظت کربن در مارتنزیت و نواحی آستنیت مجاور آن‌ها مرتب شده است. این نتایج به صورت نمودارهای گرادیان غلظت کربن بر حسب موقعیت مکانی انجام آنالیز عنصری ارائه شده است. همان‌گونه که در شکل (9b) مشاهده می‌گردد میانگین غلظت کربن در نواحی مارتنزیتی نمونه‌های DWQ (نقاط A، B و C) برابر با ۱۰/۷EDSNs ولی در نواحی مارتنزیت–آستنیت باقیمانده (نقاط D، E، F و G) به ۱۲/۹EDSNs افزایش یافته است این در حالی است که در نمونه‌های Q&P (شکل 10b)، میانگین غلظت کربن در مناطق مارتنزیت–آستنیت باقیمانده (نقاط A، B و C) به ۱۸EDSNs افزایش ولی در نواحی مارتنزیت تمپر شده (نقاط D، E، F و G) به ۹/۸EDSNs کاهش یافته است. نتایج فوق نشان می‌دهد که گرادیان غلظت قابل‌توجهی برای کربن پارتیشن‌بندی از مارتنزیت به سمت آستنیت مجاور آن‌ها در طی نگه‌داری به مدت ۱۲ دقیقه در حمام نمک مذاب ٤۰۰°C انجام شده است. توزیع مجدد کربن از مارتنزیت فوق اشباع از کربن اولیه به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها باعث می‌شود ماتنزیت اولیه به مارتنزیت تمپرشده که کربن کمتری داشته و دارای شبکه کریستالی مکعبی است، تبدیل شود [46].

بررسی خواص مکانیکی

سختی سنجی و خواص کششی. نتایج سختی سنجی در مقیاس ویکرز از نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در شکل (۱۱) با یکدیگر مقایسه و جزئیات آن‌ها در جدول (۳) مرتب شده است. به علت ایجاد ریزساختار غالب مارتنزیتی در نمونه‌های DWQ، سختی آن‌ها در مقایسه با نمونه‌های Q&T و Q&P بیشترین مقدار و برابر با $۵۷۰HV_{30kg}$ است. متوسط عدد سختی نمونه‌های Q&P برابر با ٤۸۱ و برای نمونه‌های Q&T کمترین مقدار و برابر با $٤٤۱HV_{30kg}$ است. پارتیشن‌بندی کربن از مارتنزیت اولیه به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها موجب افزایش پایدارسازی فاز نرم آستنیت باقیمانده و همچنین کاهش میزان کربن فوق اشباع مارتنزیت اولیه در نمونه‌های Q&P شده است بطوریکه منجر به نرم شدن مارتنزیت اولیه و در نتیجه کاهش سختی نسبت به نمونه‌های DWQ می‌شود. کاهش سختی در نمونه‌های Q&T به دلیل کاهش میزان کربن فوق اشباع مارتنزیت در طی عملیات حرارتی تمپر است که باعث افزایش چقرمگی و داکتیلیته فاز سخت مارتنزیت می‌شود.



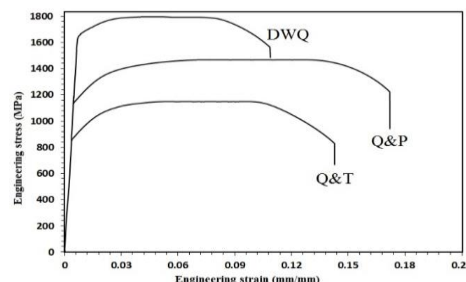
شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌ی Q&P به همراه موقعیت مکانی نقاط A، B، C، D، E، F و G (a) جهت تعیین آنالیز عنصری کربن به روش EDS به همراه دیاگرام ستونی از مقایسه غلظت کربن (b). تغییرات غلظت کربن. نقاط A، B و C ناشی از نواحی مارتنزیت تازه–آستنیت باقیمانده و نقاط D، E، F و G مربوط به نواحی مارتنزیت تمپر شده است. نواحی مارتنزیت تازه، مارتنزیت تمپر شده و مارتنزیت تازه/آستنیت باقیمانده به ترتیب با حروف FM (Fresh Martensite)، TM (Temper Martensite) و FM/RA (Fresh Martensite/Retained Austenite) مشخص شده است



شکل ۱۱ مقایسه نتایج سختی‌سنجی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P

جدول ۳. جزئیات خواص مکانیکی میانگین در نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P.

مشخصه نمونه	سختی (HV30kg)	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)	ازدیاد طول کل (٪)	ازدیاد طول یکنواخت (٪)	استحکام کششی نهایی × ازدیاد طول کل (GPa.%)
DWQ	۵۷۰	۱۶۷۰	۱۷۹۱	۱۰/۹	٤/٦	۱۹/۵
Q&T	٤٤۱	۱۰۵۰	۱۱۵۰	۱٤/۳	۷/۵	۱٦/٤
Q&P	٤۸۱	۱۳۳۰	۱٤۷۸	۱۷/۳	۱۰/۲	۲۵/۵

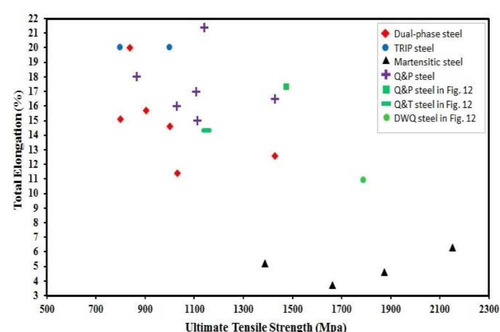


شکل ۱۲ منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P

منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در شکل (۱۲) با یکدیگر مقایسه شده و میانگین نتایج خواص کششی مرتبط با آن‌ها در جدول (۳) آورده شده است. مطابق با نتایج خواص کششی ارائه شده در جدول (۳) مشاهده می‌گردد که نمونه‌های DWQ دارای بالاترین استحکام کششی (۱۷۹۱ MPa) و کمترین ازدیاد طول کل (۱۰/۹ درصد) می‌باشند در حالی‌که نمونه‌های Q&P بالاترین درصد ازدیاد طول (۱۷/۳ درصد) را داشته و استحکام کششی بطور قابل توجهی در مقادیر بالای ۱٤۷۸ MPa حفظ شده است. نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی متداول Q&T، استحکام کششی نسبتاً پایینی (۱۱۵۰ MPa) را به همراه مقادیر متوسطی از ازدیاد طول کل (۱٤/۳ درصد) از خود نشان می‌دهند. دست‌یابی به استحکام کششی نسبتاً بالای ۱۷۹۱ MPa به همراه مقادیر قابل توجه ۱۰/۹ درصد ازدیاد طول به روش کوئنچ مستقیم در آب در اثر ایجاد ریزساختارهای میکروکامپوزیتی حاوی مقادیر ٤/٦ درصد فاز نرم و فرم‌پذیر آستنیت باقیمانده در بین کریستال‌های سخت مارتنزیت است (شکل ٤). از طرفی مقادیر کربن فولاد مورد پژوهش (۰/۳۵ درصد وزنی) کم است که در نتیجه آن، سختی مارتنزیت کاهش یافته ولی خواص ضربه‌پذیری و فرم‌پذیری افزایش یافته است.

برای مقایسه دقیق‌تر خواص کششی نمونه‌های مورد پژوهش با سایر فولادهای استحکام بالای پیشرفته، مقادیر استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول کل برای نمونه‌های Q&P، Q&T و DWQ در مقایسه با سایر فولادهای استحکام بالای پیشرفته در شکل (۱۳) مرتب شده است. همانطوریکه مشاهده می‌گردد خواص مکانیکی نمونه‌های Q&P از نظر استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول کل در شرایط بهتری در مقایسه با سایر گریدهای فولادهای استحکام بالای پیشرفته است. مضافاً، با وجود استحکام تسلیم کمتر در نمونه‌های Q&P نسبت به DWQ و Q&T (شکل ۱۲ و جدول ۳)، می‌توان به ترکیب بهینه‌ای از خواص مکانیکی شامل شکل‌پذیری و استحکام کششی بالاتر طی فرایند عملیات حرارتی Q&P دست یافت. این نتایج نشان می‌دهد که نمونه‌های Q&P در مقایسه با نمونه‌های DWQ و Q&T دارای ترکیب بهینه‌ای از خواص کششی می‌باشند بطوری‌که حاصل‌ضرب استحکام کششی در ازدیاد طول کلی بطور قابل ملاحظه‌ای به مقادیر ماکزیمم ۲۵/۵ GPa.% افزایش یافته است. حاصل‌ضرب استحکام کششی و ازدیاد طول کلی (Product of Strength and Elongation)PSE را می‌توان به عنوان معیار خوبی برای مقایسه تعادل استحکام کششی و داکتیلیته فولادهای استحکام بالای پیشرفته در کاربردهای مهندسی در نظر گرفت. اصلاح قابل

ملاحظه خواص مهندسی نمونه‌های Q&P در اثر ایجاد ریزساختار میکروکامپوزیتی حاوی مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است. از یک طرف ایجاد کریستال‌های سخت مارتنزیتی منجر به افزایش استحکام‌دهی قابل توجه نمونه‌های Q&P می‌شود و از طرف دیگر فیلم نازک بین لایه‌ای آستنیت باقیمانده نرم نقش کلیدی در افزایش انعطاف‌پذیری بازی می‌نماید. در واقع فیلم‌های نازک آستنیت باقیمانده در بین کریستال‌های سخت مارتنزیت می‌تواند مانع از شیوع و رشد ترک در طی تغییرشکل پلاستیکی و نتیجتاً افزایش قابل توجه چقرمگی گردد. به‌علاوه، فاز آستنیت باقیمانده می‌تواند در طی آزمون کشش بطور جزئی به مارتنزیت تبدیل شود و اثر TRIP را در حین تغییرشکل پلاستیکی تشدید و با حذف تمرکز تنش و به تاخیر انداختن ناحیه گردنی شدن باعث افزایش استحکام کششی و ازدیاد طول کل گردد [34,47].



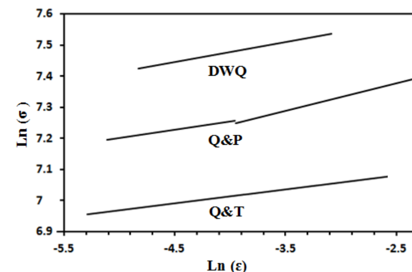
شکل ۱۳ مقایسه خواص کششی فولاد مورد پژوهش با سایر فولادهای استحکام بالای پیشرفته [۵۹–۵۳]. از مقادیر ازدیاد طول کل و استحکام کششی نهایی به ترتیب برای نمایش شکل‌پذیری و استحکام فولادها استفاده شده است

مقایسه ریزساختاری و خواص مکانیکی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P نشان می‌دهد مشخصات ریزساختاری دلیل اصلی تفاوت در خواص مکانیکی آن‌ها است (شکل‌های ٤، ۱۲ و جداول ۲ و ۳). ریزساختار مارتنزیتی ترد و شکننده تمپرنشده در نمونه‌های DWQ منجر به استحکام کششی بسیار بالای آن‌ها به همراه ازدیاد طول کم می‌شود. با انجام فرآیند عملیات حرارتی تمپر (نمونه‌های Q&T)، استحکام کششی بطور شدیدی به مقادیر حداقلی ۱۱۵۰ MPa کاهش یافته درحالی‌که مقادیر شکل‌پذیری (۱٤/۳٪) به طور متوسط افزایش می‌یابد. حضور مقادیر بالای ۱۷/۲ درصد آستنیت باقیمانده نرم و ضربه‌پذیر در بین تیغچه‌های سخت مارتنزیتی در نمونه‌های Q&P منجر به بهینه‌سازی خواص مکانیکی می‌گردد بطوری‌که موجب افزایش ازدیاد طول کل آن تا ۱۷/۳ درصد همراه با استحکام کششی بالای ۱٤۷۸ MPa شده است.

منحنی‌های تنش–کرنش مهندسی نشان می‌دهد که نمونه‌های Q&P رفتار تسلیم پیوسته از خود نشان می‌دهند (شکل ۱۲). رفتار تسلیم پیوسته به تنش‌های پسماند و دانسیته بالای نابجایی‌های متحرک موجود در فاز آستنیت باقیمانده در اثر تتراگونالیته شدید حاصل از تحول مارتنزیتی در نواحی مارتنزیت مجاور آن‌ها، مربوط می‌شود. وجود تنش‌های پسماند و دانسیته بالای نابجایی‌های متحرک باعث می‌شود که سیلان پلاستیک نواحی آستنیت باقیمانده زودتر اتفاق افتاده و مانع از ایجاد پدیده تسلیم غیرپیوسته گردد [48]. نمونه‌های Q&T رفتار تسلیم غیرپیوسته از خود نشان می‌دهند که در اثر تمپر شدن ریزساختار کاملاً مارتنزیتی است. در طی تمپر، ابتدا کاربیدهای اپسیلن در هسته‌های نابجایی موجود در مارتنزیت تشکیل می‌گردد و در نتیجه باعث قفل شدن بعضی از نابجایی‌های متحرک می‌شود. به عبارت دیگر، نابجایی‌هایی که در اثر تشکیل مارتنزیت به وجود آمده‌اند مکان‌های مناسبی برای تشکیل ذرات کاربیدی در طی تمپر می‌باشند با تشکیل ذرات کاربیدی در هسته نابجایی‌ها تحرک نابجایی‌ها کاهش یافته و منجر به پدیده تسلیم غیرپیوسته می‌گردد [49]. بررسی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P نشان می‌دهد که با اضافه نمودن مرحله عملیات حرارتی پارتیشن‌بندی به فرآیندهای عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در آب و روغن می‌توان ریزساختارهای کاملاً مارتنزیتی ترد و شکننده را به ریزساختارهای میکروکامپوزیتی مارتنزیتی–آستنیت باقیمانده سخت و ضربه‌پذیر جایگزین نمود.

بررسی رفتار کارسختی. در شکل (١٤) نمودارهای کارسختی استخراج شده با استفاده از معادله (۲) و نتایج خواص کششی برای نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P نشان داده شده است. مشاهده می‌شود رفتار کارسختی در نمونه‌های DWQ و Q&T به صورت خطی و یک مرحله‌ای است در حالی‌که روند کارسختی در نمونه‌های Q&P به صورت غیرخطی و دو مرحله‌ای است. برای مقایسه دقیق‌تر رفتار کارسختی نمونه‌های مورد پژوهش، مقادیر توان کارسختی و ضریب کارسختی مرحله اول و دوم برای نمونه‌های Q&P در مقایسه با نمونه‌های Q&T و DWQ در جدول (٤) آمده است. علاوه بر آن، پاسخ‌دهی تغییرشکل

پلاستیکی و ویژگی‌های کارسختی ناشی از آزمون کشش را نیز می‌توان از طریق تغییرات نسبی در مقادیر YS و UTS (یعنی نسبت تسلیم) بررسی نمود [50]. بر این اساس، مقادیر نسبت تسلیم برای نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در جدول (٤) آورده شده است.



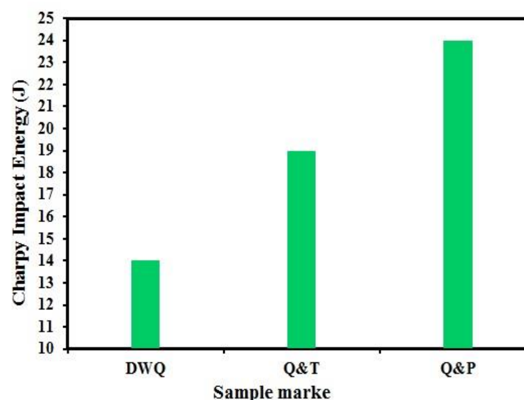
شکل ١٤ نمودارهای لگاریتمی استخراج شده بر اساس معادله هولمن و نتایج آزمون کشش نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P

نتایج نشان می‌دهد که در نمونه‌های Q&P با رفتار کارسختی دومرحله‌ای، توان کارسختی در مرحله دوم بیش از توان کارسختی نمونه‌های DWQ و Q&T است. رفتار کارسختی دومرحله‌ای در نمونه‌های Q&P ناشی از اختلاف در شروع تغییرشکل پلاستیکی فازهای نرم آستنیت باقیمانده و سخت مارتنزیت است. مرحله اول کارسختی مربوط به تغییرشکل پلاستیکی فاز نرم آستنیت باقیمانده و مرحله دوم آن ناشی از تغییرشکل پلاستیکی همزمان هر دو فاز آستنیت باقیمانده و مارتنزیت است. به عبارت دیگر، مشاهدات الکترونی نشان می‌دهد ریزساختار نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی Q&P میکرو کامپوزیتی حاوی ١٧/٢ درصد فاز نرم آستنیت باقیمانده در کنار ٨٢/٨ درصد کریستال‌های سخت مارتنزیت است (جدول ٢، شکل ٦). بر این اساس نمونه‌های Q&P رفتار کارسختی دو مرحله‌ای در اثر رفتار کششی کاملاً متفاوت مارتنزیت و آستنیت باقیمانده از خود نشان می‌دهند (شکل ١٤). در مرحله اول کارسختی، تنش اعمالی از حد تسلیم فاز نرم آستنیت باقیمانده بیشتر بوده ولی از حد تسلیم فاز سخت مارتنزیت کمتر می‌باشد بنابراین فاز نرم آستنیت باقیمانده به صورت پلاستیک و فاز سخت مارتنزیت به صورت الاستیک در مرحله اول کارسختی تغییرشکل می‌دهند درحالی‌که در مرحله دوم کارسختی هر دو فاز آستنیت باقیمانده و مارتنزیت به صورت پلاستیک تغییرشکل می‌دهند. رفتار کارسختی نمونه‌های Q&T نیز به صورت خطی و تک‌مرحله‌ای است و در مقایسه با نمونه‌های Q&P دارای توان کارسختی و ضریب کارسختی کمتری می‌باشند.

ویژگی‌های چقرمگی. مقایسه انرژی شکست حاصل از آزمون ضربه شارپی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P در شکل (١٥) نشان داده شده است. با توجه به نتایج، تفاوت قابل توجهی در انرژی جذب شارپی بین نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P وجود دارد. کمترین مقدار انرژی ضربه شارپی مربوط به نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی DWQ (١٤ ژول) است، در حالی‌که نمونه‌های Q&P با ٢٤ ژول انرژی ضربه، دارای بیشترین مقدار جذب انرژی شکست (بهترین چقرمگی) است. افزایش قابل ملاحظه انرژی ضربه نمونه‌های Q&P در اثر ایجاد ریزساختار میکروکامپوزیتی حاوی کریستال‌های سوزنی شکل ریز مارتنزیت در کنار فاز نرم آستنیت باقیمانده است. فیلم‌های نازک آستنیت باقیمانده در بین سوزن‌ها یا تیغچه‌های مارتنزیت، به دلیل افزایش مانع در مسیر شیوع و اشاعه ترک، باعث بهبود چقرمگی و افزایش خواص ضربه‌پذیری می‌شود زیرا فاز آستنیت باقیمانده نرم‌تر و چقرمه‌تر از فاز سخت مارتنزیت می‌باشد. در حقیقت فیلم‌های ظریف آستنیت باقیمانده در بین کریستال‌های سخت مارتنزیتی در جهت عمود به جهت رشد ترک باعث کاهش شرایط تنش‌های سه محوری در نوک ترک و متوقف شدن رشد ترک می‌شود [51]. از طرفی آستنیت باقیمانده با شبکه کریستالی FCC بطور ذاتی دارای قابلیت تغییرشکل پلاستیکی و چقرمگی بیشتری نسبت به فاز سخت مارتنزیت با شبکه کریستالی BCT است. در نمونه‌های Q&T، ریزساختار مارتنزیت تمپرشده حاوی ذرات ریز کاربید در امتداد عمود بر جهت رشد ترک آرایش داده شده‌اند و نقش متوقف‌کننده ترک را بازی می‌نمایند. بر همین اساس خواص ضربه‌پذیری آن‌ها در مقایسه با نمونه‌های DWQ در مقادیر متوسط و برابر با ١٩ ژول است [52].

جدول ٤. متوسط توان کارسختی (n) و ضریب کارسختی (k) همراه با نسبت تسلیم نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P

مشخصه نمونه	نسبت تسلیم	مرحله اول کارسختی		مرحله دوم کارسختی	
		n	K (MPa)	n	K (MPa)
DWQ	٠/٩٣	٠/٠٦٤	٢٢٨٩	–	–
Q&T	٠/٩١	٠/٠٤٣	١٣٢١	–	–
Q&P	٠/٩٠	٠/٠٥٢	١٧٤٢	٠/٠٨٨	١٩٩٣



شکل ۱۵ مقایسه انرژی ضربه شارپی نمونه‌های DWQ، Q&T و Q&P

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تغییرات ریزساختاری و رفتار مکانیکی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط (35CHGSA: Fe-0.35C-1.25Si-0.89Mn-1.18Cr) در شرایط فرایندهای عملیات حرارتی DWQ، Q&T و Q&P بررسی شده است. نتایج حاصل را می‌توان به شرح زیر خلاصه نمود:

۱. مقدار کم ٤/٦ درصد فاز نرم آستنیت باقیمانده در بین سوزن‌ها یا تیغچه‌های سخت مارتنزیت در نمونه‌های DWQ پایدار شده است. ریزساختار فولاد پس از انجام فرایند عملیات حرارتی Q&P شامل مخلوطی از فازهای سخت مارتنزیت (۸۲/۸٪) و نرم آستنیت باقیمانده (۱۷/۲٪) است.

۲. غلظت کربن فاز آستنیت باقیمانده حاصل از فرایند DWQ نسبت به فرایند Q&P به ترتیب از ۰/۳۳ به ۰/۷ درصد وزنی افزایش یافته است که نشان‌دهنده پارتیشن‌بندی کربن از مارتنزیت به نواحی آستنیت مجاور آن‌ها است.

۳. مقادیر نسبتاً متوسط سیلیسیم (۱/۲۵ درصد وزنی) در کنار ۰/۸۹ درصد وزنی منگنز مانع از تشکیل کاربید در طی فرایند پارتیشن‌بندی به مدت ۱۲ دقیقه در دمای نسبتاً بالای ٤۰۰°C شده است.

٤. در نمونه‌های Q&P میانگین غلظت کربن در نواحی FM/RA برابر با ۱۸EDSNs ولی در نواحی TM به ۱۰/۷EDSNs کاهش یافته است. نتایج فوق نشان می‌دهد که یک گرادیان غلظت قابل‌توجهی برای کربن از مارتنزیت به سمت نواحی آستنیت مجاور آن‌ها انجام شده است.

٥. خواص مکانیکی نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی Q&P بطور قابل ملاحظه‌ای در مقایسه با نمونه‌های DWQ و Q&T افزایش یافته است. حاصل‌ضرب استحکام کششی در ازدیاد طول کلی نمونه‌های DWQ و Q&T به ترتیب برابر با ۱۹/٥ و ١٦/٤ GPa.% است در حالی‌که در خصوص نمونه‌های Q&P این مقدار بطور قابل توجهی به ۲٥/٥ GPa.% افزایش یافته است.

٦. مقدار انرژی ضربه شارپی مربوط به نمونه‌های حاصل از فرایند عملیات حرارتی DWQ برابر با ١٤ ژول است، در حالی‌که نمونه‌های Q&P با ٢٤ ژول انرژی ضربه، دارای بیشترین مقدار جذب انرژی شکست (بهترین چقرمگی) می‌باشند.

۷. رفتار کارسختی نمونه‌های Q&P، به صورت غیرخطی و دومرحله‌ای است درحالی‌که رفتار کارسختی در نمونه‌های DWQ و Q&T به صورت خطی و تک‌مرحله‌ای است. در نمونه‌های Q&P با رفتار کارسختی دومرحله‌ای، توان کارسختی (۰/۰۸۸) و ضریب کارسختی (۱۹۹۳ MPa) در مرحله دوم، بیش از توان کارسختی (۰/۰٥۲) و ضریب کارسختی (١٧٤٢ MPa) در مرحله اول است.

مراجع

1. Frómeta, D., Parareda, S., Lara, A., Molas, S., Casellas, D. and Jonsén, P., "Identification of fracture toughness parameters to understand the fracture resistance of advanced high strength sheet steels", *Engineering fracture mechanics*, Vol. 229, p. 10, (2020).
2. Nanda, T., Singh, V., Singh, G., Singh, M. and Kumar, B. R., "Processing routes, resulting microstructures, and strain rate dependent deformation behaviour of advanced high strength steels for automotive applications", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 21, pp. 1-24, (2021).

3. Frómeta, D., Lara, A., Grifé, L., Dieudonné, T., Dietsch, P. and Rehrl, J., "Fracture Resistance of Advanced High-Strength Steel Sheets for Automotive Applications", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 52, pp. 840-856, (2021).
4. Quazi, M., "An Overview of Laser Welding of High Strength Steels for Automotive Application", KA Manoharan, MM Quazi, MN Bashir, MNM Salleh, AQ Zafiuddin, and R. Linggamm,"An Overview of Laser Welding of High Strength Steels for Automotive Application", *International Journal of Technology and Engineering Studies*, Vol. 6, pp. 23-40, (2020).
5. Venezuela, J., Lim, F. Y., Liu, L., James, S., Zhou, Q. and Knibbe, R., "Hydrogen embrittlement of an automotive 1700 MPa martensitic advanced high-strength steel", *Corrosion Science*, Vol. 171, p. 108726, (2020).
6. KEELE, R. and KIMICHI, M., "Advanced High-Strength Steels: Application Guidelines", World Auto Steel, (2014).
7. Nanda, T., Singh, V., Singh, V., Chakraborty, A. and Sharma, S., "Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, *Part L: Journal of Materials: Design and Applications,* Vol. 233, pp. 209-238, (2019).
8. Singh, S. and Nanda, T., "A Review: Production of Third Generation Advance High Strength Steels", *International Journal of Science and Research*, Vol. 2, pp. 388-392, (2014).
9. Caballero, F. G., Allain, S., Cornide, J., Velásquez, J. P., Garcia-Mateo, C. and Miller, M. K., "Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application", *Materials & Design*, Vol. 49, pp. 667-680, (2013).
10. Schmitt, J.-H. and Iung, T., "New developments of advanced high-strength steels for automotive applications", *Comptes Rendus Physique*, Vol. 1, pp. 641-656, (2018).
11. Caballero, F. G., Poplawsky, J. D., Yen, H. W., Rementeria, R., Morales-Rivas, L. and Yang, J. R., "Complex nano-scale structures for unprecedented properties in steels", *In Materials Science Forum*, pp. 2401-2406, (2017).
12. Chen, S., Hu, J., Shan, L., Wang, C., Zhao, X. and Xu, W., "Characteristics of bainitic transformation and its effects on the mechanical properties in quenching and partitioning steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 803, p. 140706, (2021).
13. Vercruysse, F., Celada-Casero, C., Linke, B. M., Verleysen, P. and Petrov, R. H., "The effect of Nb on the strain rate and temperature dependent behaviour of quenching & partitioning steels", *Materials Science and Engineering*: A, Vol. 800, p. 140293, (2021).
14. Matlock, D. K., Brautigam, V. E. and Speer, J. G., "Application of the quenching and partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, high-Si microalloyed bar steel", *Materials Science Forum*, pp. 1089-1094, (2003).
15. Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C. and Schroth, J., "Carbon partitioning into austenite after martensite transformation", *Acta materialia*, Vol. 51, pp. 2611-2622, (2003).
16. Speer, J., Streicher, A., Matlock, D., Rizzo, F. and Krauss, G., "Quenching and partitioning: a fundamentally new process to create high strength trip sheet microstructures", Symposium on the Thermodynamics, Kinetics, Characterization and Modeling of: Austenite Formation and Decomposition, pp. 505-522, (2003).

17. Rizzo, F., Edmonds, D., He, K., Speer, J., Matlock, D. and Clarke, A., "Carbon enrichment of austenite and carbide precipitation during the quenching and partitioning (Q&P) process", Proceedings of the International Conference on Solid to Solid Phase Transformations in Inorganic Material, Phoenix, Arizona, (2005).
18. Edmonds, D., He, K., Rizzo, F., De Cooman, B., Matlock, D. and Speer, J., "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 438, pp. 25-34, (2006).
19. Gerdemann, F., Speer, J. and Matlock, D., "Microstructure and hardness of steel grade 9260 heat-treated by the quenching and partitioning (Q&P) process", *Materials Science and Technology*, Vol. 1, pp. 439-449, (2004).
20. Diego-Calderón, I., Santofimia, M., Molina-Aldareguia, J., Monclús, M. and Sabirov, I., "Deformation behavior of a high strength multiphase steel at macro-and micro-scales", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 611, pp. 201-211, (2014).
21. De Knijf, D., Petrov, R., Föjer, C. and Kestens, L. A., "Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel", Materials Science and Engineering: A, Vol. 615, pp. 107-115, (2014).
22. Zhang, J., Ding, H. and Misra, R., "Enhanced strain hardening and microstructural characterization in a low carbon quenching and partitioning steel with partial austenization", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 636, pp. 53-59, (2015).
23. Cao, W. Q., Wang, C. Y., Shi, J. and Dong, H., "Application of quenching and partitioning to improve ductility of ultrahigh strength low alloy steel", Materials Science Forum, pp. 29-32, (2010).
24. Seo, E. J., Cho, L., Estrin, Y. and De Cooman, B. C., "Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel", *Acta Materialia*, Vol. 113, pp. 124-139, (2016).
25. De Knijf, D., Puype, A., Föjer, C. and Petrov, R., "The influence of ultra-fast annealing prior to quenching and partitioning on the microstructure and mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 627, pp. 182-190, (2015).
26. Kickinger, C., Suppan, C., Hebesberger, T., Schnitzer, R. and Hofer, C., "Microstructure and mechanical properties of partially ferritic Q&P steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 815, p. 141296, (2021).
27. Kang, T., Zhao, Z., Liang, J., Guo, J. and Zhao, Y., "Effect of the austenitizing temperature on the microstructure evolution and mechanical properties of Q&P steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 771, p. 138584, (2020).
28. Kim, J. H., Kwon, M.-H., Lee, J. S., Lee, S., Lee, K. and Suh, D.-W., "Influence of Isothermal Treatment Prior to Initial Quenching of Q&P Process on Microstructure and Mechanical Properties of Medium Mn Steel", *ISIJ International*, Vol. 61, pp. 518-526, (2021).
29. Li, Z., Wu, R., Li, M., Zeng, S.-S., Wang, Y. and Xie, T., "The Effect of Quenching and Partitioning (Q&P) Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Boron Steel", *Materials*, Vol. 14, p. 1556, (2021).
30. Pashangeh, S., Somani, M. and Banadkouki, S. S. G., "Microstructural evolution in a high-silicon medium carbon steel following quenching and isothermal holding above and below the Ms temperature", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 3438-3446, (2020).

31. Blondé, R., Jimenez-Melero, E., Zhao, L., Wright, J., Brück, E. and Van der Zwaag, S., "Mechanical stability of individual austenite grains in TRIP steel studied by synchrotron X-ray diffraction during tensile loading", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 618, pp.280-287, (2014).
32. Jimenez-Melero, E., Van Dijk, N., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, S. and Wright, J., "Characterization of individual retained austenite grains and their stability in low-alloyed TRIP steels", *Acta Materialia,* Vol. 55, pp. 6713-6723, (2007).
33. Jacques, P., Delannay, F. and Ladrière, J., "On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels", *Metallurgical and Materials transactions A*, Vol.32, pp. 2759-2768, (2001).
34. Xiong, X., Chen, B., Huang, M., Wang, J. and Wang, L., "The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel", *Scripta Materialia*, Vol. 68, pp. 321-324, (2013).
35. Krauss, G., "Steels: heat treatment and processing principles", *ASM International*, 1990, p. 497, (1990).
36. Staňková, H., "Einfluss der inkrementellen Deformationen bei der thermomechanischen Behandlung auf die Eigenschaften von TRIP-Stählen", Eigenverlag publication. Inc., Germany, pp. 151-152, (2008).
37. Dieter, G. E. and Bacon, D .J., "Mechanical metallurgy", McGraw-hill book company. Inc., New York, pp. 17-52, (1961).
38. Sugimoto, K.-i., Usui, N., Kobayashi, M. and Hashimoto, S.-i., "Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels", *ISIJ international*, Vol. 32, pp. 1311-1318, (1992).
39. Behera, A. K. and Olson, G., "Prediction of carbon partitioning and austenite stability via non-equilibrium thermodynamics in Quench and Partition (Q&P) steel", Jom, Vol. 71, pp. 1375-1385, (2019).
40. Williamson, G. and Hall, W., "X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram", *Acta metallurgica*, Vol. 1, pp. 22-31, (1953).
41. Nouri, A., Kheirandish, S. and Saghafian, H., "Effect of silicon content on the strain hardening of dual-phase steels", *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 5, pp. 40-49, (2008).
42. Ono, S., Nozoe, O., Shimomura, T., Matsudo, K., Bramfitt, B. and Mangonon, P., "Metallurgy of continuous-annealed sheet steel", Proceedings of the TMS-AIME Symposium, Dallas (USA), pp. 99-115, (1982).
43. Krauss, G., "Steels: processing, structure, and performance" Asm International, Ohio, pp. 373-400, (2015).
44. Ayenampudi, S., Celada-Casero, C., Arechabaleta, Z., Arribas, M., Arlazarov, A. and Sietsma, J., "Microstructural Impact of Si and Ni During High Temperature Quenching and Partitioning Process in Medium-Mn Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 52, pp. 1321-1335, (2021).
45. Morsdorf, L., Emelina, E., Gault, B., Herbig, M. and Tasan, C. C., "Carbon redistribution in quenched and tempered lath martensite", *Acta Materialia*, Vol. 205, p. 116521, (2021).
46. Saleh, M. and Priestner, R., "Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 113, pp. 587-593, (2001).
47. Bakhtiari, R. and Ekrami, A., "The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 525, pp. 159-165, (2009).

48. Sayed, A. A. and Kheirandish, S., "Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 532, pp. 21-25, (2012).
49. Beladi, H., Timokhina, I., Xiong, X.-Y. and Hodgson, P. D., "A novel thermomechanical approach to produce a fine ferrite and low-temperature bainitic composite microstructure", *Acta materialia*, Vol. 61, pp. 7240-7250, (2013).
50. Hertzberg, R. W., Vinci, R. P., and Hertzberg, J. L., "Deformation and fracture mechanics of engineering materials", *John Wiley & Sons*, pp. 63-188, (2020).
51. McEvily, A. and Bush, R., "An investigation of the notch–impact strength of an ausformed steel", Trans. ASM, Vol. 55, pp. 654-666, (1962).
52. Ghatei Kalashami, A., Kermanpur, A., Najafizadeh, A., and Mazaheri, Y., "Effect of Nb on microstructures and mechanical properties of an ultrafine-grained dual phase steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, pp. 3008-3017, (2015).
53. Sodjit, S. and Uthaisangsuk, V., "Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels", *Materials & Design*, Vol. 41, pp. 370-379, (2012).
54. He, B., Pan, S. and Huang, M., "Extra work hardening in room-temperature quenching and partitioning medium Mn steel enabled by intercritical annealing", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 797, p. 140106, (2020).
55. Zhang, M., Li, L., Fu, R., Krizan, D. and De Cooman, B., "Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 438, pp. 296-299, (2006).
56. Arlazarov, A., Bouaziz, O., Hazotte, A., Gouné, M. and Allain, S., "Characterization and modeling of manganese effect on strength and strain hardening of martensitic carbon steels", *ISIJ international*, Vol. 53, pp. 1076-1080, (2013).
57. De Moor, E., Speer, J. G., Matlock, D. K., Kwak, J.-H. and Lee, S.-B., "Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi steels", *ISIJ international*, Vol. 51, pp. 137-144, (2011).
58. Ding, R., Tang, D., Zhao, A., Guo, H., He, J. and Zhi, C., "Effect of ultragrain refinement on quenching and partitioning steels manufactured by a novel method", *Materials & Design*, Vol. 87, pp. 640-649, (2015).